

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 04297548  
PUBLICATION DATE : 21-10-92

APPLICATION DATE : 27-03-91  
APPLICATION NUMBER : 03087535

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : NAKATANI YOSHIYUKI;

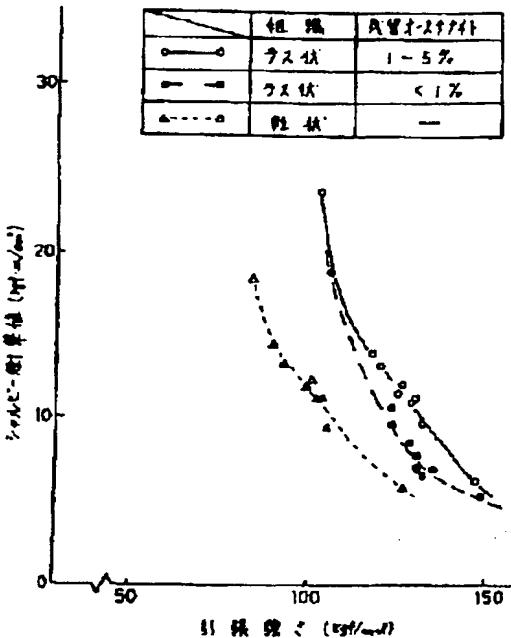
INT.CL. : C22C 38/00 C21D 7/13 C21D 8/00  
C22C 38/14

TITLE : HIGH STRENGTH AND HIGH  
TOUGHNESS NON-HEAT TREATED  
STEEL AND ITS MANUFACTURE

ABSTRACT : PURPOSE: To manufacture a non-heat treated steel excellent in high strength and toughness by specifying the structure after forging of a low C steel mixed with suitable amounts of Ti, B or the like.

CONSTITUTION: A low C steel essentially consisting of 0.04 to 0.20% C, 0.02 to 2.5% Si, 1.0 to 3.0% Mn, 0.01 to 0.2% Nb, 0.01 to 0.05% Ti, 0.003 to 0.005% B and 0.005 to 0.1% Al is mixed with suitable amounts of elements such as Ti and B to prepare its chemical components and to form the main constituent of its structure after forging into low C martensite or bainite or their mixed one, and as for its structural form, the space of laths is incorporated with retained austenite in the range of 1 to 5% volume rate. In this way, a non heat treated steel having high strength and excellent in toughness can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1992,JPO&Japio



(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平4-297548

(43)公開日 平成4年(1992)10月21日

(51)Int.Cl.<sup>5</sup>  
C 22 C 38/00  
C 21 D 7/13  
8/00  
C 22 C 38/14

識別記号 301 A 7217-4K  
A 8116-4K  
A 8116-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数4(全7頁)

(21)出願番号 特願平3-87535

(22)出願日 平成3年(1991)3月27日

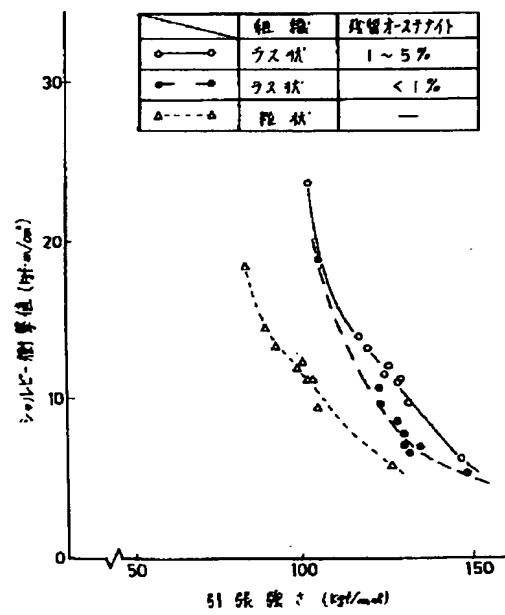
(71)出願人 000001199  
株式会社神戸製鋼所  
兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号  
(72)発明者 勝亦正昭  
兵庫県神戸市西区岩岡町岩岡619-29  
(72)発明者 石山 治  
兵庫県高砂市中島2-6-1伊保神鋼寮  
(72)発明者 中村守文  
兵庫県加古川市野口町北野89-29  
(72)発明者 松島義武  
兵庫県神戸市西区狩場台2丁目13-18  
(72)発明者 中谷良行  
兵庫県神戸市垂水区五色山2丁目1-27  
(74)代理人 弁理士 中村 尚

(54)【発明の名称】 高強度高韌性非調質鋼とその製造方法

(57)【要約】

【目的】 熱間鍛造後に調質処理を施すことなく、高強度を確保すると共に優れた韌性を有する高強度高韌性非調質鋼を提供する。

【構成】 C: 0.04~0.20%、Si: 0.02~2.5%、Mn: 1.0~3.0%、Nb: 0.01~0.2%、Ti: 0.01~0.05%、B: 0.0003~0.005%及びAl: 0.005~0.1%を必須成分として含有し、熱間鍛造後の組織の主体がマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織であり、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス問には体積率1~5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織を有している。更にNi: 0.5~3.0%、Cr: 0.5~3.0%、Mo: 0.05~1.0%の単独又は複合添加や、S≤0.15%、Pb≤0.3%、Ca≤0.01%、Se≤0.3%、Te≤0.3%、Bi≤0.3%の単独又は複合添加が可能である。900~1300℃で熱間鍛造を行った後、水冷、油冷又はこれに相当する冷却速度で冷却することによって上記組織を得る。



1

2

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で(以下、同じ)、C:0.04~0.20%、Si:0.02~2.5%、Mn:1.0~3.0%、Nb:0.01~0.2%、Ti:0.01~0.05%、B:0.0003~0.005%及びAl:0.05~0.1%を含有し、残部が実質的にFeからなり、熱間鍛造後の組織の主体がマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織であり、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス間には体積率1~5%の範囲の残留オーステナイトを含むことを特徴とする高強度高韌性非調質鋼。

【請求項2】 前記鋼が更にNi:0.5~3.0%、Cr:0.5~3.0%及びMo:0.05~1.0%のうちの1種又は2種以上を含有している請求項1に記載の高強度高韌性非調質鋼。

【請求項3】 前記鋼が更にS≤0.15%、Pb≤0.3%、Ca≤0.01%、Se≤0.3%、Te≤0.3%及びBi≤0.3%のうちの1種又は2種以上を含有している請求項1又は2に記載の高強度高韌性非調質鋼。

【請求項4】 請求項1、2又は3に記載の化学成分を有する鋼について、900~1300°Cで熱間鍛造を行った後、水冷若しくは油冷又はこれに相当する冷却速度で冷却することにより、組織の主体をマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織とし、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス間には体積率で1~5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織を得ることを特徴とする高強度高韌性非調質鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は熱間鍛造用非調質鋼とその製造方法に係り、より詳細には、熱間でプレス等により成形加工した後、調質処理を施すことなく、そのまま機械加工によって仕上げられる製品、例えば、自動車などの各種機械部品用の非調質鋼とその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】 従来より、ナックルスピンドル、ナックルアーム等々の主として足廻り部品などの自動車部品や各種機械部品に用いられる熱間鍛造又は圧延部品には、熱間加工後、焼入れ-焼戻し処理を施して所定の強度を確保する、いわゆる調質型の鋼が用いられているが、近年の省エネルギー化、低コスト化の要請から、かかる調質処理を必要とせずに熱間加工後、そのまま利用できる非調質鋼の開発が進められている。

【0003】 このような非調質鋼の一例として、例えば、熱間鍛造部品の場合、中炭素鋼にVを添加した物を熱間鍛造後空冷し、組織をフェライト-パラライトとし、V炭化物の析出強化により強度向上を狙ったタイプ

の非調質鋼が一部利用されるようになった(例、特公昭58-53709号、同61-28742号)。しかし、このような非調質鋼を用いた熱間鍛造品は、一般に強度が十分でなく、ますます増大する高強度化の要請には十分応えられない。

【0004】 本発明は、上述の従来の非調質鋼の欠点である強度劣化の問題を解決して、熱間鍛造後に調質処理を施すことなく、高強度を確保すると共に優れた韌性を有し、併せて非調質鋼の利点である熱間鍛造に際して省エネルギー、コスト低減化を可能とする非調質鋼を提供し、またその製造方法を提供することを目的とするものである。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明者らは、従来の非調質鋼が強度に劣る原因等について検討した結果、従来の非調質鋼は、中炭素鋼を熱間鍛造後空冷等で徐冷し、組織をフェライト-パラライトとするため十分な強度が得られないで、強度不足を補うために、Vの析出強化を利用しているが、フェライト-パラライト組織では高強度に限界があり、また、Vの析出強化により韌性を低下させてしまうことが判明した。そこで、この対策について鋭意研究を重ねた結果、初析フェライトを析出させない成分組成及び熱履歴によって優れた強度の確保と韌性の維持が可能であることを見い出した。

【0006】 すなわち、①比較的低C(0.04~0.20%)とすることにより、Ms点を高めてセルフテンバーの効果により韌性を向上させ、また②熱間鍛造後の冷却の際に水冷等の急速冷却を施してマルテンサイト、ベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織を

主体とし、組織の形態をラス状の組織としてラス間に体積率で1~5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織、すなわち実質的に初析フェライトを含まない組織を得ることにより、高強度と共に良好な韌性が得られるのであり、かかる知見に基づいて本発明を完成したものである。

【0007】 すなわち、本発明は、C:0.04~0.20%、Si:0.02~2.5%、Mn:1.0~3.0%、Nb:0.01~0.2%、Ti:0.01~0.05%、B:0.0003~0.005%及びAl:0.005~0.1%を含有し、必要に応じて更に、Ni:0.5~3.0%、Cr:0.5~3.0%及びMo:0.05~1.0%のうちの1種又は2種以上、及び/又は、S≤0.15%、Pb≤0.3%、Ca≤0.01%、Se≤0.3%、Te≤0.3%及びBi≤0.3%のうちの1種又は2種以上を含有し、残部が実質的にFeからなり、熱間鍛造後の組織の主体がマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織であり、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス間には体積率1~5%の範囲の残留オーステナイトを含むことを特徴とする高強度高韌性非調質鋼を要旨とするものである。

【0008】また、その製造方法は、上記の化学成分を有する鋼について、900～1300℃で熱間鍛造を行った後、水冷若しくは油冷又はこれに相当する冷却速度で冷却することにより、組織の主体をマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織とし、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス間には体積率で1～5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織を得ることを特徴とするものである。

【0009】以下に本発明を更に詳述する。

【0010】

【作用】まず、本発明における化学成分の限定理由を説明する。

【0011】C:

Cは低Cの高強度鋼として必要な強度を確保するために必要な元素であり、そのためには0.04%以上を含有させることが必要である。しかし、0.20%を超えて多量に含有させると、Ms点が低下し、セルフテンバーの効果が減少し、韌性が低下して実用的でなくなる。したがって、C量は0.04～0.20%の範囲とする。

【0012】Si:

Siは溶製時の脱酸効果の他、母地の強化に有効な元素であり、そのためには0.02%以上を添加する必要がある。しかし、2.5%を超えて多量に添加すると被削性が低下する。したがって、Si量は0.02～2.5%の範囲とする。

【0013】Mn:

Mnは、Siと同様、溶製時の脱酸効果の他、母地の強化に有効な元素であり、そのために1.0%以上を添加する必要がある。しかし、3.0%を超えて多量に添加すると介在物が増加し、被削性が低下する。したがって、Mn量は1.0～3.0%の範囲とする。

【0014】Nb:

Nbはオーステナイト結晶粒の粗大化防止や焼入性向上に有効であり、鋼の強度、韌性を改善するのにも有効である。しかし、0.01%未満ではその効果が得られず、また0.2%を超えて添加しても添加量の増加の割りにはその効果は少ない。したがって、Nb量は0.01～0.2%の範囲とする。

【0015】Ti:

Tiは窒素をオーステナイト中に固定し、B添加による焼入性を高めるために添加する必要がある。しかし、0.01%未満ではその効果が得られず、一方、0.05%を超えて多すぎると巨大な窒化物や炭化物が生じ、韌性を低下する。したがって、Ti量は0.01～0.05%の範囲とする。

【0016】B:

Bは亜共析鋼において焼入れ性を向上させるのに効果のある元素である。特にオーステナイト粒径が小さいときの焼入性を向上させる効果が大きく、その最大効果の得られる成分範囲が0.0003～0.005%であること

が判明した。したがって、B量は0.0003～0.005%の範囲とする。

【0017】Ni, Cr, Mo:

Ni, Cr, Moは焼入性の向上に有効であり、また鋼の強度、韌性を改善するのにも有効であり、特に大型の鍛造部品の場合に有効な元素であるので、必要に応じて単独又は複合で添加できる。添加する場合には、NiとCrはそれぞれ0.5%以上、Moは0.05%以上が必要である。しかし、NiとCrはそれぞれ3.0%、Moは1.0%を超えて添加してもその効果は少ない。したがって、Ni, Cr, Moのそれぞれの添加量は、Ni: 0.5～3.0%、Cr: 0.5～3.0%、Mo: 0.05～1.0%の範囲とする。

【0018】S, Pb, Ca, Se, Te, Bi:

S, Pb, Ca, Se, Te及びBiは被削性の改善に効果がある元素であり、必要に応じて単独又は複合で添加できる。これらの元素の添加量は、鋼の基本的な性質に及ぼす影響を考慮して、Sは0.15%以下、Pbは0.30%以下、Caは0.01%以下、Seは0.30%以下、Teは0.30%以下、Biは0.30%以下とし、この範囲内であれば強度、韌性に格別の影響を与えることがない。

【0019】なお、本発明鋼には製造上、P等の不可避的不純物が含まれるが、それらは本発明の効果を損わない限度で許容される。

【0020】組織：上述の化学成分を有する本発明鋼は、熱間鍛造後の組織が、化学成分、冷却方法、鍛造品の大きさにより広範囲に変化する。組織中に初析フェライトを含有すると、本発明鋼は炭素量が比較的低いため、強度がその含有量と共に著しく低減し、目的とする強度が得られない。そのため、組織の主体はマルテンサイト若しくはベイナイト又はマルテンサイトとベイナイトの混合組織とする必要がある。しかしながら、このような組織が得られても、組織形態が粒状の組織の場合、韌性が比較的低いので、ラス状の組織でラス間に体積率で1～5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織とする必要がある。

【0021】次に製造条件について説明する。

【0022】上記化学成分を有する鋼は、非調質鋼に開し從来と同様の製造工程により製造して熱間鍛造部品とされる。但し、熱間鍛造は、900～1300℃の温度に加熱してプレスなどにより鍛造成形を行い、その後、直接冷却される。ここで、加熱温度を900℃以上とするのは、完全にオーステナイト状態にするためであり、もし、完全にオーステナイト状態でなければこれに伴う強度、韌性の低下が起こる。一方、1300℃を超える温度に加熱すると、鍛造中に熱間脆性を生じて割れ発生の原因となるため、加熱温度は1300℃以下に限定する。

【0023】また、熱間鍛造後の冷却に際しては、鍛造

部品の肉厚や合金添加量に応じて直接、水、油或いはこれらに近い冷却能を有する冷却媒体で冷却して、組織の主体をマルテンサイト若しくはペイナイト又はマルテンサイトとペイナイトの混合組織で、かつ、組織形態がラス状の組織であってラス間には体積率で1~5%の範囲の残留オーステナイトを含む組織を得る。

【0024】次に本発明の実施例を示す。

【0025】

【実施例】

【表1】

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	B	Pb	Ca	Se	Te	Bi	備考
1	0.05	0.26	1.98	0.009	0.013	—	—	—	0.030	0.04	0.02	0.0020	—	—	—	—	—	
2	0.09	0.19	1.95	0.010	0.010	—	—	—	0.031	0.05	0.03	0.0023	—	—	—	—	—	
3	0.18	0.25	1.99	0.012	0.011	—	—	—	0.027	0.05	0.02	0.0021	—	—	—	—	—	
4	0.10	0.20	2.01	0.012	0.010	1.03	—	—	0.030	0.04	0.02	0.0019	—	—	—	—	—	
5	0.12	0.25	2.05	0.011	0.008	—	0.90	—	0.024	0.04	0.02	0.0025	—	—	—	—	—	
6	0.13	0.28	2.06	0.009	0.009	—	—	0.29	0.032	0.09	0.02	0.0025	—	—	—	—	—	
7	0.12	0.25	1.97	0.009	0.008	—	0.95	0.25	0.029	0.12	0.02	0.0021	—	—	—	—	—	
8	0.10	0.26	1.53	0.008	0.010	0.51	0.50	0.25	0.030	0.04	0.02	0.0025	—	—	—	—	—	
9	0.14	0.23	2.33	0.011	0.052	—	—	—	0.031	0.04	0.03	0.0022	—	—	—	—	—	
10	0.15	0.26	2.44	0.010	0.008	—	—	—	0.031	0.07	0.02	0.0031	0.25	—	—	—	—	
11	0.14	0.21	2.35	0.008	0.003	—	—	—	0.032	0.05	0.02	0.0035	—	0.005	—	—	—	
12	0.12	0.27	2.25	0.010	0.008	—	—	—	0.030	0.05	0.03	0.0032	—	—	0.15	—	—	
13	0.13	0.23	2.31	0.009	0.008	—	—	—	0.034	0.08	0.02	0.0033	—	—	0.18	—	—	
14	0.15	0.24	2.28	0.008	0.010	—	—	—	0.029	0.05	0.02	0.0031	—	—	0.10	—	—	
15	0.15	0.24	2.30	0.008	0.048	—	—	—	0.031	0.06	0.03	0.0029	0.10	—	—	—	—	

及び

【表2】

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	B	Pb	Ca	Se	Te	Bi	備考
16	0.14	0.23	2.28	0.008	0.009	—	—	—	0.031	0.04	0.02	0.0030	0.08	—	0.05	0.05	—	
17	0.13	0.25	2.26	0.010	0.008	—	—	—	0.030	0.03	0.02	0.0031	0.07	—	—	0.05	—	
18	0.14	0.27	1.95	0.010	0.063	1.00	—	—	0.027	0.04	0.02	0.0026	—	—	—	—	—	
19	0.12	0.25	2.31	0.009	0.008	—	—	—	0.031	0.03	0.02	0.0021	—	—	—	—	—	
20	0.10	0.23	1.86	0.008	0.055	—	—	—	0.029	0.05	0.02	0.0031	—	—	—	—	—	
21	0.08	0.25	2.11	0.007	0.009	—	0.98	—	0.035	0.03	0.02	0.0026	0.23	—	—	—	—	
22	0.11	0.27	1.98	0.011	0.008	—	1.01	—	0.030	0.10	0.03	0.0029	—	0.009	—	—	—	
23	0.13	0.22	2.18	0.008	0.009	—	1.06	0.25	0.029	0.04	0.02	0.0025	—	0.15	—	—	—	
24	0.09	0.15	1.95	0.011	0.010	0.50	0.53	0.15	0.031	0.03	0.02	0.0019	—	—	0.17	—	—	
25	0.12	0.23	2.07	0.008	0.008	—	1.05	—	0.034	0.03	0.02	0.0027	—	—	0.08	—	—	
26	0.13	0.21	2.31	0.010	0.061	—	1.05	0.23	0.032	0.03	0.02	0.0021	0.20	—	—	—	—	
27	0.12	0.27	1.95	0.010	0.012	—	0.98	0.25	0.031	0.12	0.02	0.0026	0.18	—	0.10	—	—	
28	0.11	0.29	1.98	0.008	0.010	—	1.03	0.20	0.027	0.12	0.02	0.0032	0.19	—	0.12	—	—	
29	0.40	0.26	0.88	0.008	0.009	0.59	—	—	0.031	—	0.02	0.0021	—	—	—	—	—	
30	0.35	0.26	1.26	0.012	0.010	—	—	—	0.035	0.06	0.02	—	—	—	—	—	—	

に示す化学成分(wt%)を有する各種の鋼を常法により溶解、鋳造し、鍛造用素材とした。なお、表2中の従来鋼のうち、No. 29は熱間鍛造後焼入焼き戻し処理を施して使用されている調質鋼であり、No. 30は熱間鍛造として使用されている非調質鋼である。

【0026】次いで、この鍛造用素材を熱間鍛造によりΦ15~30mmの丸棒の形状にした。これらの材料を用いて、

【表3】

試験 No.	鋼種 No.	加熱温度 (°C)	冷却速度	組織形態	サブゼロ 処理	残留オーステ ナイト(%)	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	衝撃値 (kgf·m/cm <sup>2</sup> )
1	1	1200	水冷	ラス状	無	1.5	102.1	23.7
2			水冷	ラス状	有	<1	105.4	18.9
3			空冷	粒状	無	—	83.5	18.4
4	2	1200	水冷	ラス状	無	2.0	119.7	13.1
5			水冷	ラス状	有	<1	123.1	9.7
6			空冷	粒状	無	—	91.9	13.3
7	1000	1000	水冷	ラス状	無	1.8	117.0	13.9
8			水冷	ラス状	有	<1	122.6	10.7
9			空冷	粒状	無	—	89.3	14.3
10	3	1200	水冷	ラス状	無	2.7	146.8	6.2
11			水冷	ラス状	有	<1	148.5	5.4
12			空冷	粒状	無	—	125.5	5.8
13	4	1200	水冷	ラス状	無	2.3	127.9	11.0
14			水冷	ラス状	有	<1	130.9	6.6
15			空冷	粒状	無	—	100.3	12.4
16	5	1200	水冷	ラス状	無	2.7	125.2	12.1
17			水冷	ラス状	有	<1	130.0	7.8
18			空冷	粒状	無	—	98.3	12.0
19	6	1200	水冷	ラス状	無	2.8	131.5	9.7
20			水冷	ラス状	有	<1	134.7	7.1
21			空冷	粒状	無	—	105.1	9.6

[表4]

試験 No.	鋼種 No.	加熱温度 (°C)	冷却速度	組織形態	サブゼロ 処理	残留オーステ ナイト(%)	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	衝撃値 (kgf·m/cm <sup>2</sup> )
22	7	1200	水冷	ラス状	無	3.5	124.6	11.5
23			水冷	ラス状	有	<1	127.3	8.6
24			空冷	粒状	無	—	108.7	11.2
25	8	1200	水冷	ラス状	無	3.7	129.7	10.9
26			水冷	ラス状	有	<1	131.1	7.0
27			空冷	粒状	無	—	101.2	11.1
28	9	1200	水冷	ラス状	無	2.3	135.1	6.9
29			空冷	粒状	無	—	105.6	7.2
30			水冷	ラス状	無	2.5	138.7	6.3
31	10	1200	空冷	粒状	無	—	109.9	6.9
32			水冷	ラス状	無	2.3	135.0	9.0
33			空冷	粒状	無	—	104.7	9.5
34	12	1200	水冷	ラス状	無	2.0	123.1	10.8
35			空冷	粒状	無	—	100.9	10.7
36			水冷	ラス状	無	2.5	125.6	10.3
37	13	1200	空冷	粒状	無	—	105.2	8.1
38			水冷	ラス状	無	2.7	137.8	7.1
39			空冷	粒状	無	—	105.5	8.8
40	15	1200	水冷	ラス状	無	2.9	135.4	8.9
41			空冷	粒状	無	—	102.2	9.1

[表5]

試験 No.	鋼種 No.	加熱温度 (°C)	冷却速度	組織形態	サブゼロ 処理	残留オーステ ナイト(%)	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	衝撃値 (kgf-m/cm <sup>2</sup> )
42	16	1200	水冷	ラス状	無	2.2	133.6	6.3
43			空冷	粒状	無	—	105.7	7.2
44	17	1200	水冷	ラス状	無	2.6	130.2	8.5
45			空冷	粒状	無	—	100.6	8.4
46	18	1200	水冷	ラス状	無	3.1	135.6	6.2
47			空冷	粒状	無	—	105.0	7.9
48	19	1200	水冷	ラス状	無	3.5	126.8	10.6
49			空冷	粒状	無	—	96.8	10.1
50	20	1200	水冷	ラス状	無	3.3	123.3	10.5
51			空冷	粒状	無	—	100.8	9.1
52	21	1200	水冷	ラス状	無	2.8	125.3	9.8
53			空冷	粒状	無	—	99.9	9.5
54	22	1200	水冷	ラス状	無	3.0	125.4	11.3
55	22	1200	空冷	粒状	無	—	95.0	13.6
56	23	1200	水冷	ラス状	無	3.5	130.5	8.0
57			空冷	粒状	無	—	108.1	7.6
58	24	1200	水冷	ラス状	無	3.1	122.7	11.6
59			空冷	粒状	無	—	95.4	10.7
60	25	1200	水冷	ラス状	無	2.9	127.1	11.7
61			空冷	粒状	無	—	104.9	10.3

【表6】

試験 No.	鋼種 No.	加熱温度 (°C)	冷却速度	組織形態	サブゼロ 処理	残留オーステ ナイト(%)	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	衝撃値 (kgf-m/cm <sup>2</sup> )
62	26	1200	水冷	ラス状	無	3.6	128.2	9.1
63			空冷	粒状	無	—	102.1	9.8
64	27	1200	水冷	ラス状	無	3.3	123.4	10.7
65			空冷	粒状	無	—	100.5	10.5
66	28	1200	水冷	ラス状	無	3.7	120.9	10.3
67			空冷	粒状	無	—	101.8	10.2
68	29	1200	水冷	ラス状	無	—	80.0	>30
69			空冷	粒状	無	—	99.8	20.7
70	30	1200	空冷	—	—	—	85.2	2.3

に示す熱処理を実施して試料とした。なお、供試鋼No. 1、No. 2、No. 4におけるサブゼロ処理条件は-196°Cとした。

【0027】各試料の機械的性質を調べるために、室温において引張試験、シャルピー衝撃試験を実施した。その結果を表3～表6に示す。なお、引張試験にはJIS 4号引張試験片を用い、シャルピー衝撃試験にはJIS 3号フルサイズ試験片を用いた。また、表3～表5には各試料の残留オーステナイト量の測定結果、及びミクロ組織の形態も示した。

【0028】表3～表6に示すとおり、本発明鋼の水冷材は、いずれも、高強度と優れた衝撃値を兼ね備えており、本発明鋼と同一成分の空冷材又は水冷後サブゼロ処理を施した材料と比べて、優れた強度-韌性バランスを有している(図1参照)。特に、従来の非調質鋼(供試鋼No. 30)と比べると、顕著に改善されていることが

わかる。

【0029】なお、上記例では冷却方法として水冷と空冷を採用したが、水冷に代えて油冷を採用した場合も水冷の場合と同様の結果が得られた。また、被削性に改善効果のある元素を添加した本発明鋼について切削試験を40 実施したところ、優れた被削性を備えていることを確認した。

【0030】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、低C鋼にてTi、B等の元素を適量添加して化学成分を調整し、鍛造後の組織の主体を低Cのマルテンサイト又はベイナイト或いはこれらの混合組織とし、かつその組織形態がラス間に体積率で1～5%の範囲の残留オーステナイトを含有させたものであるので、従来の非調質鋼と比べ、高強度で韌性に優れた非調質鋼を得ることが可能である。更に、非調質鋼であるため、調質鋼に比べて焼入

(7)

特開平4-297548

11

—焼き戻しの熱処理を省略でき、生産性の向上並びに低コスト化の効果が顕著である。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明鋼及び従来鋼（調質鋼、非調質鋼）における

12

引張強さとシャルピー衝撃値の関係において、本発明鋼のラス状組織と粒状組織の差異、並びにラス状組織における残留オーステナイト量の差異における引張強さとシャルピー衝撃値の関係を示す図である。

【図1】

